

EUROPEAN PATENT OFFICE

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 08003698
PUBLICATION DATE : 09-01-96

$$13(C+N) \leq Nb$$

APPLICATION DATE : 15-03-95
APPLICATION NUMBER : 07083314

APPLICANT : KAWASAKI STEEL CORP;

INVENTOR : YAMATO KOJI;

INT.CL. : C22C 38/00 C22C 38/26 C22C 38/52

TITLE : HOT ROLLED FERRITIC STEEL FOR
AUTOMOBILE EXHAUST MATERIAL

$$11 \text{重量}\% \leq Cr + 3Si + 4Nb - 50(C+N+P) - Mn \leq 16.5 \text{ 重量}\%$$

II

ABSTRACT : PURPOSE: To obtain a heat resistant steel having superior high temp. strength and workability at ordinary temp. by the ordinary hot rolling and annealing methods by adding proper amounts of Nb and P to a ferritic stainless steel and regulating the amounts of other contained elements to optimum values, respectively.

CONSTITUTION: This steel has a composition consisting of, by weight ratio, $\leq 0.02\%$ C, 0.4 to 2% Si, $\leq 0.8\%$ Mn, 6 to 17% Cr, $\leq 0.015\%$ N, $\leq 0.02\%$ Al, 0.025 to 0.10% P, $\leq 0.02\%$ Ti, $\leq 0.02\%$ Zr, 0.35 to 0.60% Nb, and the balance Fe with inevitable impurities and containing these elements by the amounts (%) satisfying inequalities I and II. A hot rolled steel plate of this composition, annealed at 980°C and having a 2mm thickness, is characterized by $\leq 350\text{MPa}$ proof stress at ordinary temp. and $\geq 34\%$ elongation and also has characteristics in which high temp. proof stress at 700°C has a value two or more times that of SUH409L and also high temp. proof stress at 900°C has a value about two times that of SUH409L. Moreover, this steel plate is free from abnormal oxidation even if heated to 900°C for 200hr and has excellent high temp. salt damage resistance and TIG weldability.

COPYRIGHT: (C)1996,JPO

THIS PAGE BLANK (USPTO)

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平8-3698

(43) 公開日 平成8年(1996)1月9日

(51) Int.Cl. ⁶	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 2 Z			
38/26				
38/52				

審査請求 未請求 請求項の数 3 F D (全 16 頁)

(21) 出願番号 特願平7-83314

(22) 出願日 平成7年(1995)3月15日

(31) 優先権主張番号 特願平6-105917

(32) 優先日 平6(1994)4月21日

(33) 優先権主張国 日本 (J P)

(71) 出願人 000001258

川崎製鉄株式会社

兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号

(72) 発明者 宮 崎 淳

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

(72) 発明者 横 田 毅

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

(74) 代理人 弁理士 渡辺 望稔 (外1名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 自動車排気材料用熱延フェライト鋼

(57) 【要約】 (修正有)

【目的】 高温に加熱されるエキゾースマニフォールド、エキゾーストパイプ等の材料として熱延焼鈍板、そのパイプで用いることができるフェライト鋼。

【構成】 重量%で、Si: 0.4~2; Cr: 6~17; P: 0.025~0.10、Nb: 0.35~0.60で、以下いずれも、C: 0.02; Mn: 0.8; N: 0.015; Al: 0.02; Ti: 0.02; Zr: 0.02以下で、かつ、 $13(C+N) \leq Nb$ で、 $11 \leq Cr + 3Si + 4Nb - 50(C+N+P) - Mn \leq 16.5$ で、残部はFeと不可避免の不純物からなる、自動車排気材料用熱延フェライト鋼。

1

【特許請求の範囲】

【請求項1】C：0.02重量%以下

Si：0.4重量%～2重量%

Mn：0.8重量%以下

Cr：6重量%

～17重量%

N：0.015重量%以下

Al：0.02重量%

P：0.025重量%～0.10重量%以下

Ti：0.02重量%

Zr：0.02重量%以下

Nb：0.35重量%～0.60重量%で、成分の重量%が下記式(1)および(2)を満足し、

式(1) $13(C+N) \leq Nb$ 式(2) $11\text{重量}\% \leq Cr + 3Si + 4Nb - 50(C+N+P) - Mn \leq 16.5\text{重量}\%$

残部はFeと不可避免の不純物からなることを特徴とする自動車排気材料用熱延フェライト鋼。

【請求項2】C：0.02重量%以下

Si：0.4重量%～2重量%

Mn：0.8重量%以下

Cr：6重量%

～17重量%

N：0.015重量%以下

Al：0.02重量%

P：0.025重量%～0.10重量%以下

Ti：0.02重量%

Zr：0.02重量%以下

Nb：0.35重量%～0.60重量%で、成分の重量%が下記式(1)および(2)を満足し、

式(1) $13(C+N) \leq Nb$ 式(3) $11\text{重量}\% \leq Cr + 3Si + 4Nb - 50(C+N+P) - Mn + (Mo+Cu) \leq 16.5\text{重量}\%$

さらに、

Mo：0.1重量%～3.0重量%およびCu：0.1重量%～1.0重量%から選択される少なくとも1種、

残部はFeと不可避免の不純物からなることを特徴とする自動車排気材料用熱延フェライト鋼。

【請求項3】C：0.02重量%以下

Si：0.4重量%～2重量%

Mn：0.8重量%以下

Cr：6重量%

～17重量%

N：0.015重量%以下

Al：0.02重量%

P：0.025重量%～0.10重量%以下

Ti：0.02重量%

Zr：0.02重量%以下

Nb：0.35重量%～0.60重量%で、成分の重量%が下記式(1)および(3)を満足し、

式(1) $13(C+N) \leq Nb$ 式(4) $11\text{重量}\% \leq Cr + 3Si + 4Nb - 50(C+N+P) - Mn - Ni - Co + (Mo+Cu) \leq 16.5\text{重量}\%$ さらに、

2

Mo：0.1重量%～3.0重量%およびCu：0.1重量%～1重量%から選択される少なくとも1種、

Ni, Co：Ni 1重量%以下およびCo 0.5重量%以下から選択される少なくとも1種を含有し、

残部はFeと不可避免の不純物からなることを特徴とする自動車排気材料用熱延フェライト鋼。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】この発明は、自動車の排気系材料、特に高温に加熱されるエキゾーストマニフォールド、エキゾーストパイプ等の材料として熱延焼鈍板、そのパイプ（以下これらを熱延焼鈍状態という）で用いることができるフェライト鋼に関するものである。

【0002】

【従来の技術】近年、自動車は、燃費、排ガス浄化特性、高出力化に関して、いずれもその改善が求められている。この手法の一つとして、エンジンの空燃比の最適化がある。それによって、エンジンから排出される排気温度が800℃以上に上昇し、従来使用されていた5mm厚程度の球状黒鉛鉄製の鋳物製エキゾーストマニフォールド、あるいはアルミメッキ普通鋼製のエキゾーストパイプでは、耐酸化性、高温耐力等の特性において耐熱性不足となってきた。このような理由から、エキゾーストマニフォールドには1.5～2.5mm厚程度の耐熱性、加工性に優れた薄肉ステンレス鋼で製造したパイプまたは板を加工した物が、またエキゾーストパイプにも、それと同様なステンレス鋼が一部には使用されてきた。特に、球状黒鉛鉄製の鋳物エキゾーストマニフォールドでは、5mm厚以上の肉厚であるため、1.5～2.5mm厚程度のステンレス鋼製にすることで、その重量を数十%軽減することが可能であり、自動車全体の燃費改善の効果は大きい。さらに、ステンレス鋼製とすれば薄肉であるので、その熱容量が小さくなり排気温度の低下を防ぎ、排ガス中のNOx等を浄化する触媒の活性効果を早期に引き出し、排ガス浄化特性が大きく向上する。このような用途に使用されているステンレス鋼は、主として低C、NのSUS409L鋼である。

【0003】このように、SUS409L製のエキゾーストマニフォールド、エキゾーストパイプを用いた自動車は、前記エンジン性能のいずれの点においても従来材である鋳物製エキゾーストマニフォールド、アルミメッキ鋼製のエキゾーストパイプを用いたものより優れており、限られた石油エネルギーが節約でき、排ガスの環境への悪影響を現在の技術において最小限に押さえられる非常に優れた方法である。ところが、以下の3つの理由からステンレス鋼製のエキゾーストマニフォールド、エキゾーストパイプの採用は一部車種に限られてしまっている。なお以下の%は特に断らない限り重量%を示す。

【0004】(1)高コスト

前記したステンレス鋼は、素材自体のコストが鉄、ア

ルミメッキ普通鋼に比べて当然高い。又、エキゾーストマニフォールドに使用される鋳物は、肉厚は厚いものの、形状の自由度は大きいという利点がある。一方、ステンレス鋼製では、パイプ、板いずれにおいても、複雑な曲げ、プレス加工を受けるために、冷延焼鈍板または、それを用いたパイプでなければ、通常このような加工ができず、このような冷延プロセスを通してることが、製造コストを上げる原因になっている。

【0005】(2)加工の困難さ

自動車排気材料に優れた高温耐力があれば、その分、薄肉化可能であり軽量化に寄与できる。即ち優れた高温耐力が必要なことは容易に理解できる。一般にフェライト系ステンレス鋼の高温耐力を向上させ、高耐熱化させるためには、Nbを添加することは周知である。問題はその高耐熱性を維持したまま室温の加工性劣下をどのように少なくするかであり、多くの先行技術がある。しかしながら、本願が開示するような、熱延焼鈍状態の材料を用いて、自動車排気材料に加工することは、従来全く不可能とされており、検討もされていなかった。

【0006】例えば、自動車排気材料分野における従来技術として、特開平4-74852号公報がある。この技術は、冷延焼鈍板を用いて、室温での高加工性を得るため、NbとTiとを複合添加して鋼としている。さらに、特開昭60-145359号公報(USP4640722)も、冷間圧延ストリップを対象にしている。ここには、Cr/6~25%、Nb \leq 0.3%等を含む高温用フェライト鋼の成分が開示されている。この技術では、Ti、Zr、TaのようなNb以外のC、N安定化元素を複合添加してもかまわない。後述するが、このような成分系の熱延焼鈍状態の材料の加工性では、自動車排気材料用の加工には不十分である。

【0007】また特公平1-41694号公報(USP4286986)には、Cr/11~20%、eff. (実効) Nb/0.63~1.15%含有することを特徴とするフェライト系ステンレス鋼が開示されている。着目する特性は高温でのクリープであり、加工性は全く念頭になく、評価もしていない。そのために、eff. Nbは0.63%以上含有しているものであり、本願に較べて相当高いレベルにある。本発明の詳細な説明の欄で後述するように、このような高Nb化は、未焼鈍熱延板の靱性、熱延焼鈍状態での加工性を著しく劣化させる。これらの有害性に関して、特公平1-41694号公報(USP4286986)の技術は全く考慮しておらず、単にクリープ特性を向上させるだけでは、熱延焼鈍状態で使用する場合、高加工性が要求される本分野では加工性が不十分である。

【0008】また特開昭64-68448号公報(USP4834808)においてCr/10~25%、Nb/0.1~0.6%、Ti/0.03~0.35%を主成分として含有する鋼の成分例が開示されている。ここでは、Nb単独添加は溶接割れを招くため、Tiとの複合添加が必要であるとしている。しかし、

本発明者らは、Nb、N量を適切に管理すれば、即ち本発明の範囲ならば溶接割れは皆無であることを見出した。またNb、Tiを複合添加することは、後述するように、熱延焼鈍状態の加工性を低下させる。熱延焼鈍状態で本用途に十分な加工性を得るには、C、Nを固定する安定化元素(Ti、Zr、Al、Nb)の中で、特にNb単独添加、かつその他の成分範囲を本願のように厳密に限定しなければならないことも発見した。

【0009】ここまで参考に上げてきた従来技術の開示例の諸特性は、いずれも冷延焼鈍板を用いており、熱延焼鈍状態の特性を示す何の例もない。一般に冷延焼鈍板は、その冷間圧延により、熱延組織が破壊され、十分な冷延圧下率さえあれば、比較的熱延焼鈍板の特性を懸念する必要は少ない。このような理由から熱延焼鈍状態で加工が必要な用途を念頭におかないかぎり、熱延焼鈍状態での加工性を評価する事はない。このような点から以上の開示例にはいずれも熱延板を自動車排気材料に使用する意図はなかったものと考えられる。と同時に、後述するように、これらの開示例では、たとえ高耐熱性があつたとしても、熱延焼鈍状態で自動車排気材料として十分な加工性を得ることが出来ない。

【0010】USP4417921には、比較的低Crとして加工性の向上をはかった鋼の例が開示されている。これは、Cr/11.5~13.5%、Nbおよび/またはTi/0.1~0.75%を主成分としている。即ちNb、Tiを等価なものとしており、本願の技術思想とは異なる。本願の詳細は後述するが、①Nb以外の安定化元素、例えばTi、Zr、Alは熱延焼鈍状態での加工性に有害であつて、可能な限り排除すること、②さらに従来諸特性に有害とされ、不可避的不純物とされてきた、または上限を制限されてきたP(例えば、JISG4304に明記されている熱間圧延ステンレス鋼板ではSUS447J1、SUSXM27の2種についてはP/0.03%以下またその他のフェライト系ステンレス鋼板についてはP/0.04%以下に規定されている)を、適性量含有させることで、逆に熱延焼鈍状態での加工性が向上すること、③その他の成分元素を厳密に制限することによって、自動車排気材料用熱延フェライト鋼が得られるものであり、USP4417921とは全く異なった技術思想から本願が成り立っている。単にCr含有量を低下させただけでは、後述する図2の実験結果が示すように、熱延焼鈍状態の加工性はわずかしこ向上せず、自動車排気材料用途に熱延焼鈍状態での適用は、加工性の点から不十分である。

【0011】またUSP3997373には、比較的低Crを含有し、Cr/12~14%、Nb/0.2~1.0%、C+N+Si+Mn+Mo+Ni+Cu \leq 0.75%を主成分として含有する深絞り性を向上させた鋼の成分例が開示されている。この例も冷延焼鈍板での深絞り性を評価している。また、C、N、Si、Mn、Mo、Ni、Cu量がこの範囲では、Crレベルによっては、高温において、鋼が一部 γ 相に変態し、フェライト単相にならない。自動車排気材料では溶接による組み

立て工程が必ず存在するため、急冷により、 γ 相が α' 相に変態し、溶接部は α 、 α' の2相になり、加工性の劣化が生じる。本願は、自動車排気材料を用途に考えているため、全温度域においてフェライト単相になるような成分範囲に制限している。また、このように、高温において鋼の一部が γ 相に変態すると、熱延終了後の γ 相が冷却時にマルテンサイト(α')相に変態し、コイル巻き取り、巻戻し時に靱性不足から破断の懸念が生じる。あるいは、熱延時の加工歪みは軟質な α 相に集中し、 γ 相への加工歪みは少なく、焼鈍時には γ 相、または α' 相が α 相に変態するから、充分歪みがいった α 相と変態による α 相の2種類の α 相が存在することになる。即ち、不均質な熱延焼鈍組織となり、加工性が低下する。さらに、USP3997373では、Alは不純物とされているが、その表1に示される実施例では0.05~0.25%含まれている。これは脱酸に使用したものと考えられるが、本願のように、熱延時にフェライト単相状態で、充分な加工性を得るには、このような脱酸に使用されるレベルのAlさえ有害である。この理由は、熱延過程において充分な加工歪みを導入し、熱延過程での回復も可能な限り防止し、熱延終了後の焼鈍過程において再結晶させなければ、熱延焼鈍状態では、自動車排気材料用途の加工に耐えないからである。そのために、Nbの効果を減ずる他の安定化元素であるAl、Ti、Zrは本願のように厳密に制限する必要がある。このような知見なしには、高加工性が要求される自動車排気材料に熱延焼鈍状態での使用は到底不可能である。その意味から、USP3997373と本願では全く異なった技術思想といえる。

【0012】このように、本願は、熱延焼鈍状態での高加工性、高耐熱性を得るため、後でも詳述するが、主として先に簡単に述べた①~③の新知見を基に、Nb単独添加、かつ他成分範囲の最適化を行ったことに特徴があり、これらの先行技術とは全く異なった技術思想を有している。さて、コスト削減案の一つとして、熱延焼鈍状態の材料をこのような自動車排気材料に使用する場合、前述したように従来技術では加工性の困難さが伴う。この点は、前述してきたように、自動車の排気系材料を用途にするものはいずれも冷延焼鈍板で加工性を評価しており、熱延焼鈍状態での使用が念頭になかった。また後述する比較例で示すように実際に低加工性しかなく、本用途に、適用不可能であったことを物語っている。

【0013】ところで、熱延板の加工性を評価した開示例としては、特開昭57-85960号公報(USP4331474)がある。Cr/12~26%、Nb/0.2~0.45%、Al/0.1~0.5%を主成分として含有する鋼の開示である。ここでは、熱延板の伸びが表2に示してあるが、非常に低い値であり、自動車排気材料にはまったく加工できない。この表2に示される成分例は、いずれもAl/0.1%程度がNbと複合添加されており、本発明者らの知見によれば、熱延時に充分な加工歪みが導入されず、熱延板で

は、その焼鈍条件に係わらず自動車排気材料用途にとって充分な加工性を有しえない。

【0014】また、特開平4-232231号公報には、コスト、加工性の点から低CrとしたCr/5~11%、V/0.01~0.10%、かつ(Ti, Nb, Zr, Al, Bから選択)を主成分として含有するクロム含有鋼板の開示がある。ここでは、熱延鋼板の使用が考慮されている。そのために、熱間圧延の仕上げが γ 単相域になるように成分限定し、熱延焼鈍板の加工性を向上させている。このように γ 単相であることが重要とする技術思想であるため、Nbとその他のTi, Zr, Alを等価なものとして考えており、本願技術思想とは異なる。特開平4-232231号公報に明記してあるように、この用途は、自動車の車体や、建築用材料であり、溶接部の加工性は重要視されていない。即ち、この用途では、溶接部に γ 相から変態したマルテンサイト(α')相が多量に生成してもその後厳しい曲げ加工が要求されず、トラブルにならない。しかし、溶接部の曲げ加工性が要求される自動車排気材料用途では、その部分に α' 相が存在すると、後述する本明細書の表4の結果に示すように、曲げ加工性が劣化する。また自動車排気材料では高温と室温の繰り返し加熱・冷却を受けるため、 $\alpha + \alpha'$ の2相であると、 α' が α または γ 相へ変態し、その熱膨張、収縮量が他部位と異なり、歪み発生の原因となり、それが破損に導く。このような溶接部の加工性、熱サイクル時の変形が考慮され、自動車排気材料には低C、NのSUH409Lのような全温度域で完全フェライト鋼が使用されている。それゆえ本願では全温度範囲において完全フェライト鋼になり、その上で高加工性が得られるような成分範囲に限定しており、特開平4-232231号公報に開示された技術とは技術思想が全く異なる。

【0015】さらに、USP3650731では、熱延板使用を前提としたフェライト系ステンレス鋼の開示がある。ここでは、シャルピー靱性を改善するために、熱延中の1600~2200°Fにおいて、少なくとも50%が γ 相である事の特徴としている。従って、溶接を行なうと、マルテンサイト相が生成しやすく、その部分を含む加工時に、延性不足による割れ等の問題が発生しやすい。本願は、全温度域でフェライト単相であり、前述のような問題は起こらない。さらに、0.02%以下の低Cを基本成分とし、他成分範囲を厳密に制限しているため、本願の請求項に規定する成分範囲では、フェライト単相であっても、本願の表3に示したように、十分な靱性を有している。

【0016】(3)高加工性を得るための特殊な製造法によるデメリット

スラブ加熱温度、あるいは熱間圧延開始温度は通常1250℃程度であるが、これを低下させれば、高加工性が得られる事は周知である。しかし、このような特殊な製造方法を行うと、熱延ロールの磨耗、圧下荷重の増大に

7

よる設備への負荷の増大を導くこともまた周知である。従って、熱延焼鈍状態で使用可能としたメリットを阻害し、結局高価なコストになってしまう。

【0017】

【発明が解決しようとする課題】以上のように、現状では、通常の熱延工程、即ちスラブ加熱温度または熱間圧延開始温度(SRT)が1250℃において、熱延焼鈍状態の材料で自動車の排気材料に使用可能な高温特性と加工性を同時に満足する安価な材料は存在していない。限りある資源を有効に活用すべく、省資源、省エネルギーが脚光を浴びている今日、冷延焼鈍板、またはそのパイプで使用される部材に、熱延焼鈍状態での使用可能な安価な材料の開発が強く求められていた。従って、このような材料が開発されれば、材料の製造コストの低減が可能となり、それによる製造エネルギーが節約されるばかりでなく、ステンレス鋼製の軽量エキゾーストマニフォールドおよびエキゾーストパイプの採用が拡大され、その採用によって、燃料消費率の改善、排ガス浄化特性の改善、さらに高性能エンジンによる快適なドライブが可能となり、産業上、かつ現代文明にとって、極めて有益なものとなる。従って、本発明は、自動車排気系材料に必要な高温特性、即ち高温耐力、耐酸化性、高温塩害特性を有し、さらに通常の製造方法を利用しても常温での高加工性を確保できる安価な熱延フェライト鋼の開発を目的としたものである。

【0018】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、上記課題を解決すべく、材料成分と熱延板焼鈍後の特性を鋭意検討した。その結果、本発明の特徴はNbの単独添加にあり、特にNb、Pを適性量添加し、かつ後述するように各種元素を最適化量とした場合のみ、通常の熱延焼鈍工程により製造可能である自動車排気材料用熱延フェライト鋼が得られることを知見し、本発明に至った。本発明の第1の態様は、

C : 0.02重量%以下 Si : 0.4 重量%
% ~ 2重量%
Mn : 0.8 重量%以下 Cr : 6 重量%
~17重量%
N : 0.015 重量%以下 Al : 0.02重量%
以下
P : 0.025 重量% ~ 0.10 重量% Ti : 0.02重量%
以下
Zr : 0.02重量%以下
Nb : 0.35重量% ~ 0.60重量%で、成分の重量%が下記式(1)および(2)を満足し、
式(1) $13(C+N) \leq Nb$
式(2) $11\text{重量}\% \leq Cr + 3Si + 4Nb - 50(C+N+P) - Mn \leq 16.5\text{重量}\%$
残部はFeと不可避免の不純物からなる自動車排気材料用熱延フェライト鋼を提供する。

8

【0019】本発明の第2の態様は、

C : 0.02重量%以下 Si : 0.4 重量%
% ~ 2重量%
Mn : 0.8 重量%以下 Cr : 6 重量%
~17重量%
N : 0.015 重量%以下 Al : 0.02重量%
以下
P : 0.025 重量% ~ 0.10 重量% Ti : 0.02重量%
以下
Zr : 0.02重量%以下
Nb : 0.35重量% ~ 0.60重量%で、成分の重量%が下記式(1)および(2)を満足し、
式(1) $13(C+N) \leq Nb$
式(3) $11\text{重量}\% \leq Cr + 3Si + 4Nb - 50(C+N+P) - Mn + (Mo+Cu) \leq 16.5\text{重量}\%$
さらに、Mo : 0.1重量% ~ 3.0重量%およびCu : 0.1重量% ~ 1.0重量%から選択される少なくとも1種、残部はFeと不可避免の不純物からなる自動車排気材料用熱延フェライト鋼を提供する。

20 【0020】本発明の第3の態様は、

C : 0.02重量%以下 Si : 0.4 重量%
% ~ 2重量%
Mn : 0.8 重量%以下 Cr : 6 重量%
~17重量%
N : 0.015 重量%以下 Al : 0.02重量%
以下
P : 0.025 重量% ~ 0.10 重量% Ti : 0.02重量%
以下
Zr : 0.02重量%以下
Nb : 0.35重量% ~ 0.60重量%で、成分の重量%が下記式(1)および(3)を満足し、
式(1) $13(C+N) \leq Nb$
式(4) $11\text{重量}\% \leq Cr + 3Si + 4Nb - 50(C+N+P) - Mn - Ni - Co + (Mo+Cu) \leq 16.5\text{重量}\%$
さらに、Mo : 0.1重量% ~ 3.0重量%およびCu : 0.1重量% ~ 1重量%から選択される少なくとも1種、Ni、Co : Ni 1重量%以下およびCo 0.5重量%以下から選択される少なくとも1種を含有し、残部はFeと不可避免の不純物からなる自動車排気材料用熱延フェライト鋼を提供する。

40

【0021】ここで、Mnを0.1%以下とする上述の第1、第2または第3の態様に記載の自動車排気材料用熱延フェライト鋼が好ましい。

【0022】また、Crを10% ~ 15%とする上述の自動車排気材料用熱延フェライト鋼が好ましい。

【0023】さらに、Pを0.030% ~ 0.070%とする上述の自動車排気材料用熱延フェライト鋼が好ましい。

【0024】また、Pを0.040% ~ 0.060%とする上述の自動車排気材料用熱延フェライト鋼が好ましい。

50 【0025】さらに、 $13.5 \leq Cr + 3Si + 4Nb + (Mo+C$

u) - 50(C+N+P) - Mn - Ni - Co ≤ 15.5である上述の自動車排気材料用熱延フェライト鋼が好ましい。

【0026】

【作用】自動車排気材料にとって重要な特性は、(A)加工性 (B)高温耐力、高温塩害特性、耐酸化性 (C)製造性があげられる。以下に (A) - (C) の評価基準とそれを達成するための本願の技術思想を詳述する。

【0027】(A) 自動車排気材料用途の加工には、深絞り加工は少なく、主に曲げ、拡張等の伸び性に支配される加工性が要求される。そのような点から各種自動車排気材料の加工に耐えた材料の伸び性を調査したところ、2mm厚の鋼板において、破断伸び34%以上が必要である。と同時に、加工設備自体の能力の問題から降伏応力(YS)が350MPa以下の材料であれば、ほとんどの加工に耐えうる。本願では、熱延板を焼鈍した状態での伸び、YSを評価するが、未焼鈍熱延板を用いて、造管し、その後焼鈍した場合も、本願に含有されることはいうまでもない。さらに、この場合、造管時の歪みも除かれるため、熱延焼鈍板を造管した場合よりも、より高加工性が得られる。

【0028】(B) 必要とされる高温特性は以下のようにまとめられる。エンジンの排気温度はせいぜい 800℃以下であるものの、今後燃費改善、排ガス浄化特性の改善、高出力化を目的として、850℃以上へと排気温度が上昇する傾向にある。従って、高温耐力は 700℃、900℃で、また耐酸化性は大気中 730℃、830℃、930℃で 200時間加熱して評価した。また路面からの水等が自動車排気材料に付着し、その後高温に加熱される事により高温塩害腐食が生じる。熱延焼鈍板と冷延焼鈍板では表面性状に相違があるため、熱延板では、高温塩害特性の劣化が懸念される。そこで冷延焼鈍板の SUH409Lも含めて 700℃でのこの特性を評価した。

【0029】(C) 熱延焼鈍板を製造する際、熱延直後の靱性が充分でないと、熱延板の巻き取り、巻戻し時に、冬期、脆性破断する場合がある。このような破断が発生すると、人的な危険以外に、操業を著しく害し、結局コスト高になってしまい、熱延焼鈍板使用の低コスト化効果を相殺してしまう。経験上、通常の熱延、また焼鈍工程が可能になるには、未焼鈍熱延板の 0℃でのシャルピー吸収エネルギーが 50J/cm² 以上であることが必要である。

【0030】さてこのような高加工性かつ高い高温特性を有した熱延焼鈍板を通常の熱延方法、即ち、やみくもに低温での熱延を指向せず、通常工程である SRTが1250℃の場合で得られなければ、コスト的に熱延焼鈍板を使用するメリットが減じられてしまう。従って、本発明において、最も重要な点は、(1)充分な靱性を有して通常の熱延工程が可能であり、高加工性を発揮する成分系を見出す事、かつ、(2)高温耐力に関しては、熱延焼鈍板の状態で充分な高温耐力を発揮させる成分系を見出すこ

と、さらに (3)自動車排気材料としての充分な耐酸化性、高温塩害特性を有する成分系を見出す点も重要である。このような (1)~(3) を満足する成分系を検討した結果、以下の知見を得て、本発明が完成できた。

【0031】(1) 通常の熱延中において、即ち、SRT1250℃程度において、2mm厚まで熱延した時に、熱延板焼鈍後必要な加工性を得るには、図1に示すようにNb/C+Nで13以上とする必要がある。この理由は、高温で析出するNb微細析出物が回復再結晶挙動を遅延し、熱延中において、充分な歪みが素材に負荷されるためであろうと考えられるが充分には説明されてはいない。図1中に併記しているように、C、Nを固定する他の元素、Ti、Zr、Alではまったく加工性が向上しない点に注目する必要がある。一般にNb、Ti、Zr、Alの添加は、冷延焼鈍板における加工性の向上を目的とするものであるが、熱延焼鈍板では、図1のように従来知見とはまったく異なった挙動を示す。図1中に、熱延板厚を5mmとして冷延焼鈍を行った2mmの冷延焼鈍板の伸びをカッコ内に示した。冷延焼鈍板の伸びは従来の知見同様に、Nb/C+N、Ti/C+N、Zr/C+N、Al/C+Nの増加に従って、向上する。また表1にはNb添加鋼にTi、Zr、Alを複合添加した場合の熱延焼鈍板の加工性を示す。いずれもNb単独添加鋼に較べて、加工性が低下することが注目される。このように熱延焼鈍板の加工性向上は、従来の冷延焼鈍板での知見を利用できず、Nbを厳密に単独添加した鋼組成にしなければ熱延焼鈍板の加工性向上は達成できないという新規な知見が得られた。図3は、Nb/C+N=20.9(鋼A(a))と現用鋼SUH409L(b)の熱延焼鈍板の圧延方向組織を示す顕微鏡写真である。図3から鋼Aの方が、著しく均等粒になっていることがわかる。

【0032】表2にはNb含有量が変化した鋼の未焼鈍熱延板の0℃シャルピー吸収エネルギーの変化を示す。Nb量が多い時は、析出量が増え、脆化する。Nbの絶対量が0.6%を超えると、急激に脆化し、また加工性が劣化することがわかる。

【0033】次に本願にとって重要なP量の効果について詳述する。従来Pは不可避的不純物とされ、近年では0.02%以下にまで低減した鋼も見られる。しかし、本発明者らはいたずらにP量を低下させることは本用途にとっては無意味にコスト高を導くとともに、むしろ熱延焼鈍板の加工性を劣化させることを、さらに重要な点は、適当量まではPは熱延焼鈍板の加工性をむしろ向上させることを見出した。本願程度までPの添加が許容できることは、コストのかかる脱P工程の簡略化が可能であり、より低コスト化が可能であることを意味する。表3には、P含有量を変化させた鋼の伸び、靱性の測定結果を示す。P量を0.042%、0.058%のようにJISG4304を超えて含有させても加工性の劣化どころかむしろJISに規定されているPレベル0.026%、0.036%(鋼B)よりも優れた伸びを示し、またYSもほとんど変化しないこ

とを見出した。このようなPの効果は現在のところ解明されてはいないが、以下のように推測できる。即ち、本質的には、Pは侵入型元素であり、加工性、靱性に悪影響を及ぼすはずである。しかし、熱延時には、材料の回復、再結晶挙動が熱延焼鈍板の特性に大きく影響する。この意味において、Pがその本来の侵入型元素の悪影響を打ち破る程に熱延時の回復、再結晶挙動を遅らせ、熱延時の歪みが十分に導入され、その焼鈍組織が均一な再結晶組織を呈したものと考えられるが、現在のところ解明されてはいない。

【0034】表4には、本発明鋼と比較鋼の成分Cr, Si, Nb, C, N, P, Mnの重量%で、下記式(2) または、Mo, Cu, Ni, Co 添加鋼の場合は、これらの添加元素を考慮した後述する式(3) または式(4)、

式(2) $11\text{重量}\% \leq \text{Cr} + 3\text{Si} + 4\text{Nb} - 50(\text{C} + \text{N} + \text{P}) - \text{Mn} \leq 16.5\text{重量}\%$

の条件を満たす組成のものと、満たさない組成のものの熱延焼鈍板の伸び、溶接部加工性を測定した結果を示す。表4は、加工パラメータ $\text{Pa} = \text{Cr} + 3\text{Si} + 4\text{Nb} - 50(\text{C} + \text{N} + \text{P}) - \text{Mn}$ と熱延焼鈍板の伸びと溶接部の加工性の関係を示す。Paが16.5を越えると、いずれの鋼も破断伸びが34%未満であり、加工性が劣り、熱延焼鈍状態では自動車排気材料用途の加工に耐えない。一方、Paが11未満では、溶接部の加工性が劣化している。ここで溶接部の加工性評価は、図5の(a)に示す形状のサンプルを、溶接速度 600mm/min、溶接電流200A、片面の表面をArで15L/minでシールした条件で、(a)に示すようにTIG突き合わせ溶接し、表4中に示したサンプルが、図5の(b)に示すように割れずに180度曲げ加工できるか否かで評価した。

【0035】図2には、熱延焼鈍板の加工性に及ぼすCr量の影響を示す。Ti, Zr, Al添加鋼の場合、Cr量低下によりわずかに伸びは向上するが、Nb, P添加鋼と較べれば、Cr量減少による加工性の向上はわずかであり、目標とする34%以上の破断伸びには遠く及ばない。即ち、Cr量の低減による高加工性化だけでは、熱延焼鈍板で自動車排気材料に使用することは不可能といえる。さらに、表5には溶接部の凝固割れに及ぼすN, Nbの影響を示す。Nが0.015%以下、かつNb 0.6%以下では凝固割れは発生しないことが判る。

【0036】(2) 熱延焼鈍板の高温耐力を測定した結果を、表6に示す。本発明鋼であるNb添加鋼の700℃高温耐力は、Ti, Zr, Al添加鋼や現用鋼 SUB409Lと比較して2倍以上を示し、また900℃の高温耐力も2倍近く優れていることがわかる。

【0037】(3) 耐酸化性に関しても、熱延焼鈍板を用いて検討した。表7に現用鋼SUB409Lと比較して本発明鋼の耐酸化性の一例を示す。表7に示す組成の鋼を、大気中で730、830、930℃で、200時間放置し、表面状態を観察した。Feの酸化物を主体とするスケールこぶ

が生成した状態を異常酸化とした。本発明鋼はいずれも930℃、200時間大気中で加熱しても異常酸化しなかった。現用鋼 SUB409Lが830℃、200時間で異常酸化した事と比較して、著しく高耐熱化していることがわかる。

【0038】このような検討結果、即ち、Nb単独添加、P添加、低Cr化、他成分のバランスの適性化を総合してはじめて、通常の製造方法を用いた熱延焼鈍状態でも、自動車排気材料用途に適用可能な安価な高加工性熱延フェライト鋼が得られるものである。即ち、本発明は、現用鋼 SUB409Lより著しく高耐熱化しつつ、通常の熱延工程で自動車排気材料用途の加工に対応可能な高加工性を有し、さらに現用鋼よりも著しく安価に製造可能な低コスト熱延フェライト鋼を提供するものである。以下に本発明鋼における各化学成分値の含有量の限定理由を述べる。

【0039】C : Cはフェライト相の安定性、加工性、耐酸化性を劣化させることから上限を0.02%とする。望ましくは、0.01%以下である。最も望ましくは、0.006%以下である。

【0040】Si : Siは、耐酸化性、高温塩害特性を向上させ、またフェライト相を安定化させるため有効な元素であり、本用途には最低0.4%必要である。表8に示すように特に高温塩害特性の向上には、望ましくは0.6%以上である。なお、高温塩害特性の評価方法は実施例の項で述べる。また、Siは室温のYSを上昇させるが、1%程度までは伸びの劣化は小さい。しかし、1%を越えると、伸びが劣化し、特に2%を越えて含有させると、伸びの劣化、YSの上昇が大きい。よって0.4%以上2%以下とする。望ましくは、0.8%以上1.3%以下である。

【0041】Mn : Mnは、フェライト相の安定性、耐酸化性、加工性に有害な元素であるが、0.8%までの含有であれば、本用途において問題とならない。高加工性を得るため、望ましくは0.1%以下である。最も望ましくは0.05%以下である。

【0042】Cr : Crは耐酸化性を確保するために必要な元素である。6%未満では他元素をどのように調製しても本用途向けの加工性、耐酸化性を確保できない。一方、17%を越えると、図2に示したように加工性の劣化が大きく、またコスト高になるため6%以上17%以下に限定する。特に、加工性を最優先させるには、望ましくは10%以上15%以下である。最も望ましい範囲は10%以上12%以下である。

【0043】P : Pは、本発明において重要な元素の一つである。従来不可避的不純物とされていたが、熱延焼鈍状態での加工性には、むしろ一定量含有されている方が好ましいとの知見を得た。Pが0.025%以下では、脱P工程によるコスト上昇が大きく、また加工性も低下する。一方0.10%を越えると、製造コストは低下しても、加工性の劣化が大きい。従って、0.025%以上0.10%以下に限定する。表3に示したように、加工性の点から、

望ましくは、0.03%以上0.07%以下である。さらに望ましくは、0.04%以上0.06%以下である。

【0044】N：NはC同様低い方が好ましい。特にNb含有鋼では、溶接部の凝固割れを発生させやすくするため、特に0.015%以下であることが必要である。望ましくは0.010%以下である。

【0045】Al：Alは、熱延焼鈍板の加工性に有害であるため、可及的に含有量を低くする必要がある。しかし必要以上の低下はロス上昇をもたらすため上限を0.02%とする。望ましくは0.005%以下である。

【0046】Ti：TiもAl同様の理由により0.02%以下である。望ましくは0.005%以下である。最も望ましくは0.001%以下である。

【0047】Zr：ZrもAl、Ti同様の理由により0.02%以下である。望ましくは0.005%以下である。

【0048】Nb：Nbも本発明にとって重要な元素の一つである。図1に示したように、熱延焼鈍板において十分な加工性を得るには、安定化元素としてNbを単独で添加しなければならない。熱延時の回復、再結晶過程の違いにおいて、Ti、Zr、Alのような他の安定化元素では、冷延焼鈍板の加工性は向上できても、熱延焼鈍板の加工性にはまったく効果がない。さらに、表1に示したように、Nb添加鋼に、Ti、Zr、Alが複合添加されると、Nb単独添加での効果が減じられてしまう。従って、熱延焼鈍板の加工性向上のため、Ti、Zr、Alは可能な限り低く限定し、NbはC+Nの13倍以上の添加が必要である。同時に、高温耐力の向上のため、0.35%以上添加する。また表2に示したように、Nb添加量は0.6%を越えると、加工性の低下とともに、靱性が著しく劣化する。また、表5に示したように、溶接部の凝固割れも発生する。従って、上限を0.6%とする。好ましくは0.40%~0.55%、より好ましくは、0.45%~0.50%とする。図4に比較鋼20の凝固割れの写真を示しその一例を示す。

【0049】下記式(4)に示す加工パラメーター(Pa)が11未満であると、表4に示したように、溶接部が α 、 α' の2相になり、その部分の加工性が劣化する。一方、加工パラメーターが16.5を越えると、加工性の劣化が大きく、もはやNb、Pを最適化しても、熱延焼鈍板の加工性が、自動車排気材料用途には不十分なものとなる。従って、加工パラメーター(Pa)は11以上16.5以下に限定する。望ましくは、13以上15.5以下である。

式(4) $Pa = Cr + 3Si + 4Nb + Mo + Cu - 50(C+N+P) - Mn - Ni - Co$

- | | |
|----------------------------|------------------------|
| (1) 未焼鈍熱延板の0℃シャルピー吸収エネルギー | 50J/cm ² 以上 |
| (2) 熱延焼鈍板の伸び、YS | 34%以上、350MPa以下 |
| (3) 熱延焼鈍板のTIG溶接特性 | 凝固割れ無し
180度曲げ可 |
| (4) 熱延焼鈍板の700℃の高温耐力 | SUH409Lのその2倍以上 |
| 熱延焼鈍板の900℃の高温耐力 | SUH409Lのその2倍程度 |
| (5) 熱延焼鈍板の930℃、200時間後の耐酸化性 | 異常酸化しない |

ただし、Mo、Cu、Ni、Coは、Mo、Cu、Ni、Co添加鋼の場合にのみ考慮すればよい。

【0050】次に選択元素の限定理由を述べる。

Cu、Mo：高温耐力の向上、高温塩害特性の向上のため添加してもよい。その効果は等価と考えてよく、Moで0.1%、Cuでも0.1%以上で表れるが、高価な元素であるから、Moの上限を3%、Cuの上限は1%に限定する。望ましい範囲はMoが0.5%~2.5%であり、Cuは0.3%~0.6%、より望ましくは、Moが1.0%~1.5%、Cuが0.4%~0.6%である。

【0051】Ni、Co：Ni、Coはいずれも溶接部の靱性を向上させる。表9に各々の効果を示す。溶接条件は表4の場合と同様とした。Ni、Coは高価な元素であるからNiは1%に、Coは0.5%に上限を限定する。これらの効果は等価であるので、それぞれ単独、あるいは複合添加してもよい。望ましくは、Ni 0.5%以下、Co 0.2%以下である。

【0052】

【実施例】以下実施例により、さらにこの発明を具体的に説明するが、本発明はこれらの例に限定されるものではない。表1~9に示したような組成の鋼A~Z、FA、FB、RA、VA、ZA（本発明鋼）および鋼1~25（比較鋼）および現用鋼SUH409Lを真空溶解炉で溶製し、30kg鋼塊とした。熱間鍛造により27mm厚に調製し、その後スラブ加熱温度(SRT)を1250℃とし熱間圧延により2mm厚にした。ここで圧延方向に垂直にノッチを入れ0℃でシャルピー衝撃特性を調べた。またNb含有鋼は980℃、Nb無添加鋼は930℃で焼鈍し、粒径をほぼ一定にそろえてから、室温での圧延方向の伸びとYSと、700、900℃の高温耐力(歪み速度は0.3%/min)および大気中で、730℃、830℃、930℃、200時間酸化試験後の重量変化を測定した。さらに、700℃での高温塩害特性を調べた。また、この熱延焼鈍板を用いて、TIG溶接を行い、凝固割れの有無、TIG溶接部の曲げ特性、TIG溶接部のシャルピー衝撃特性を調べた。

【0053】高温塩害特性評価は、2mm^t×2mm^w×30mm^L材を用いて、飽和食塩水に5分浸漬し、その後700℃で2時間加熱し5分の空冷を1サイクルとし、10サイクル後の最大浸食深さで評価した。

【0054】既に表1~9で代表的な特性を明記したが、本発明の組成範囲である本発明鋼A~Yのいずれの鋼も自動車排気材料用途に必要な以下の特性を得た。

(現用鋼である SUH409Lの冷延焼鈍板の耐酸化性は 830℃、200時間後異常酸化した。)

(6) 700℃の高温塩害特性

SUH409L より著しく優れる

表1～9に示した比較鋼1～25はいずれかの成分が本発明の範囲外であり、上述の(1)～(6)の特性のひとつ以上を満たさない鋼は、熱延焼鈍状態で自動車排気材料用*

* 途への適用が困難である。

【0055】

【表1】

表1 E1に及ばずNb+X複合添加の影響

(X=Ti, Zr, Al)

記号	C	N	Cr	Nb	Ti	Zr	Al	Si	Mn	P	$\frac{Nb}{C+N}$	E1 (%)	(1)式	Pa (2)式
本発明鋼	A	0.013	0.010	14.8	0.48	0.010	0.006	0.005	0.77	0.33	0.031	20.9	3.6	○
	B	0.010	0.013	14.5	0.41	0.004	<0.004	0.004	0.85	0.35	0.033	17.8	3.6	○
	C	0.009	0.011	15.2	0.43	0.009	0.009	0.019	0.81	0.33	0.035	21.5	3.5	○
	Y	0.009	0.014	14.8	0.49	0.004	<0.004	0.80	0.30	0.036	24.5	3.8	○	○
比較鋼	1	0.012	0.014	14.9	0.44	0.091*	0.011	0.011	0.79	0.33	0.037	16.9	3.2	○
	2	0.012	0.012	15.2	0.47	0.16*	0.009	0.009	0.83	0.35	0.031	19.6	3.1	○
	3	0.010	0.011	15.1	0.48	0.019*	0.031*	0.011	0.85	0.33	0.035	22.9	3.2	○
	4	0.013	0.012	14.9	0.51	0.007	0.011	0.07*	0.85	0.35	0.033	20.4	3.2	○
	5	0.008	0.009	14.7	0.40	0.011	0.33*	0.009	0.83	0.36	0.033	23.5	3.2	○
SUH409L		0.006	0.007	11.3	—*	0.25*	—	—	0.35	0.51	0.023	—	3.2	×

(*クレーム外であることを示す)

(1)○は、その鋼の組成が、それぞれの式を満足することを示す。 ×は、式の範囲外である。

【0056】

※ ※【表2】

表2 未焼鈍熱延板の靱性及び熱延焼鈍板の伸び、YSに及ばずNbの影響

	記号	C	N	Cr	Nb	$\frac{Nb}{C+N}$	Si	Mn	P	E (J/cm ²) at 0℃	E1 (%)	YS (MPa)	(1) (1)式	Pa (2) (2)式
本発明鋼	D	0.011	0.013	14.0	0.42	17.5	0.85	0.05	0.033	203	3.7	273	○	○
	B	0.010	0.013	14.5	0.41	17.8	0.85	0.35	0.033	185	3.6	294	○	○
	E	0.005	0.007	14.3	0.48	40	0.83	0.32	0.029	183	3.5	305	○	○
	F	0.006	0.005	14.8	0.57	51.8	0.81	0.61	0.041	141	3.7	318	○	○
	G	0.015	0.013	15.2	0.55	19.6	0.79	0.65	0.031	123	3.7	313	○	○
比較鋼	6	0.005	0.005	14.2	0.69*	65	0.75	0.60	0.031	33	3.4	336	○	×
	7	0.019	0.010	14.3	0.72*	24.8	0.83	0.55	0.029	39	3.5	339	○	○
	8	0.002	0.003	14.2	0.91*	182	0.83	0.51	0.033	14	3.2	345	○	×
	9	0.015	0.013	14.5	0.93*	33.1	0.79	0.78	0.031	14	3.3	350	○	×
SUH409L		0.006	0.007	11.3	—*	—*	0.35	0.51	0.023	280	2.9	235	×	×

(*クレーム外であることを示す)

表2の鋼 D, B, E, F, G, 6～9 はいずれも、Al<0.02, Ti<0.02, Zr<0.02 wt%であった。

(1)○は、その鋼の組成が、それぞれの式を満足することを示す。 ×は、式の範囲外である。

【0057】

【表3】

表3 熱延焼鈍板の伸びYS及び未焼鈍熱延板の靱性に及ぼすPの影響

記号	C	N	Cr	Nb	$\frac{Nb}{C+N}$	Si	Mn	P	E (J/cm ²) at 0°C	EI (%)	YS (MPa)	(+1) (1) 式	Pa (2) 式
H	0.007	0.011	14.1	0.45	25.0	0.80	0.55	0.026	185	35	294	○	○
B	0.010	0.013	14.5	0.41	17.8	0.85	0.35	0.033	189	36	286	○	○
I	0.013	0.009	14.5	0.48	21.8	0.84	0.49	0.042	190	37	306	○	○
J	0.009	0.011	14.6	0.49	24.5	0.85	0.52	0.058	173	37	302	○	○
K	0.011	0.008	14.9	0.41	21.6	0.88	0.50	0.065	179	36	298	○	○
L	0.013	0.014	14.2	0.44	16.9	0.83	0.50	0.078	125	34	301	○	○
M	0.007	0.010	14.4	0.49	28.8	0.84	0.51	0.089	98	34	293	○	○
比較 鋼 10	0.008	0.007	14.3	0.45	30.0	0.85	0.45	0.121*	55	31	306	○	○

(*クレーム外であることを示す)

表3の鋼 H, B, I, J, K, L, M, 10 はいずれも、Ti<0.02, Al<0.02, Zr<0.02 wt%であった。

(+1)○は、その鋼の組成が、それぞれの式を満足することを示す。×は、式の範囲外である。

【0058】

20【表4】

表4-1 加工パラメーター (Pa) と熱延焼鈍板の伸び、溶接部加工性“(1)”の関係

記号	C	N	Cr	Nb	Si	Mn	Mo または Cu	P	EI (%)	(+3) 溶接部 組織	(+2) 溶接部 曲げ 加工性	(+4) (1) 式	Pa (2) 式 または (3) 式
N	0.005	0.004	6.2	0.45	1.55	0.35	Mo/2.03	0.043	34	α	○	○	11.73
O	0.003	0.004	6.3	0.51	1.94	0.31	—	0.044	34	α	○	○	11.30
P	0.007	0.011	9.5	0.54	1.03	0.35	—	0.040	36	α	○	○	11.50
Q	0.006	0.007	11.4	0.51	0.82	0.35	Mo/1.12	0.045	37	α	○	○	13.77
R	0.005	0.005	11.9	0.55	1.02	0.31	Mo/0.52	0.050	38	α	○	○	14.37
I	0.013	0.009	14.5	0.48	0.84	0.49	—	0.042	37	α	○	○	15.25
S	0.010	0.011	15.7	0.48	0.61	0.40	Mo/0.51	0.041	34	α	○	○	16.46
T	0.006	0.008	11.5	0.51	0.85	0.04	—	0.051	39	α	○	○	12.80
V	0.011	0.013	15.7	0.48	0.67	0.40	Cu/0.31	0.061	37	α	○	○	15.29
Z	0.013	0.010	11.4	0.42	0.81	0.05	Cu/0.41 Mo/0.51	0.051	37	α	○	○	12.68

(* クレーム外であることを示す)

(+1)溶接条件 …… V = 600mm/min
(TIG) I = 200A

片面Arシール 151/mm

サンプル形状は、図5の(a)に示す。

表4-1の鋼 N, O, P, Q, R, I, S, T, V, Zはいずれも、Ti<0.02, Zr<0.02, Al<0.02 wt%であった。

図5の(b)で説明する180度曲げ試験

(+2) ○ …… 割れなし

× …… 割れ

(+3) α : フェライト組織 α' : マルテンサイト組織

(+4) ○は、その鋼の組成が、(1)式を満足することを示す。

×は、式の範囲外である。

【0059】

40 【表5】

表4-2 加工パラメーター (Pa) と熱延焼鈍板の伸び、溶接部加工性^(*)の関係

記号	C	N	Cr	Nb	Si	Mn	Mo または Cu	P	E1 (%)	(+3)	(+2)	(1)	Pa (2) 式 または (3) 式	
										溶接部 組織	溶接部 曲げ 加工性			
比較鋼	11	0.013	0.009	6.2	0.45	1.05	0.36	—	0.042	—	$\alpha + \alpha'$	×	○	7.5*
	12	0.004	0.005	9.4	0.48	0.63	0.35	—	0.041	—	$\alpha + \alpha'$	×	○	10.3*
	13	0.012	0.011	9.3	0.50	0.85	0.33	Mo/0.82	0.046	—	$\alpha + \alpha'$	×	○	10.8*
	14	0.002	0.003	14.3	0.55	0.83	0.35	Mo/0.51	0.031	33	α	○	○	17.3*
	15	0.006	0.007	15.9	0.45	1.50	0.33	—	0.050	31	α	○	○	18.7*
	16	0.035*	0.013	14.3	0.45	0.81	0.35	—	0.042	32	α	○	○	13.6
	17	0.012	0.009	15.3	0.42	0.91	0.93*	—	0.041	32	α	○	○	15.6
	18	0.007	0.005	6.5	0.51	2.31*	0.73	—	0.041	33	α	×	○	12.0

(*) クレーム外であることを示す)

(+1) 溶接条件 . . . V = 600mm/min

(TIG) I = 200A

片面Arシールド 15l/min

サンプル形状は、図5の(a)に示す。

表4-2の鋼 11~18はいずれも、Ti<0.02, Al<0.02, Zr<0.02, wt%であった。

図5の(b)で説明する 180度曲げ試験

(+2) ○ . . . 割れなし

× . . . 割れ

(+4) ○は、その鋼の組成が、(1)式を満足することを示す。

×は、式の範囲外である。

(+3) α : フェライト組織 α' : マルテンサイト組織

【0060】

* * 【表6】

表5 TIG溶接部の凝固割れの有無

記号	C	N	Cr	Nb	Si	Mn	Mo または Cu	P	凝固割れ の有無	(+1) (1) 式	Pa (2) 式 または (3) 式	
本発明鋼	Q	0.006	0.007	11.4	0.51	0.82	0.35	Mo/1.12	0.045	無	○	○
	I	0.013	0.009	14.5	0.48	0.84	0.49	—	0.042	無	○	○
	L	0.013	0.014	14.2	0.44	0.83	0.50	—	0.078	無	○	○
	F	0.006	0.005	14.8	0.57	0.81	0.61	—	0.041	無	○	○
	V	0.011	0.013	15.7	0.48	0.67	0.40	Cu/0.31	0.061	無	○	○
	Z	0.013	0.010	11.4	0.42	0.81	0.05	Cu/0.41 Mo/0.51	0.051	無	○	○
比較鋼	6	0.005	0.005	14.2	0.69*	0.75	0.60	—	0.031	有	○	×
	7	0.019	0.010	14.3	0.72*	0.83	0.55	—	0.029	有	○	○
	19	0.010	0.021*	14.1	0.51	0.80	0.50	—	0.049	有	○	○
	20	0.017	0.025*	16.0	0.66*	0.33	0.32	—	0.034	有	○	○

(*クレーム外であることを示す)

表5の鋼 Q, I, L, F, V, Z, 6~20はいずれも、Al<0.02, Ti<0.02, Zr<0.02, wt%であった。

(+1) ○は、その鋼の組成が、それぞれの式を満足することを示す。 ×は、式の範囲外である。

【0061】

40 【表7】

表 6 熱延焼鈍板の高温耐力 (MPa)

	記号	C	N	Cr	Si	Mn	Nb	P	Ti	Zr	Al	Mo または Cu	700℃	900℃	(*) (1) 式	Pa (2) 式 または (3) 式
本 発 明 鋼	O	0.003	0.004	6.3	1.94	0.31	0.51	0.044	0.015	0.011	0.006	—	100	19	○	○
	N	0.005	0.004	6.2	1.55	0.35	0.45	0.043	0.005	0.011	0.005	Mo/2.03	118	23	○	○
	P	0.007	0.011	9.5	1.03	0.35	0.54	0.040	0.005	0.005	0.004	—	103	19	○	○
	D	0.011	0.013	14.0	0.85	0.05	0.42	0.033	0.003	0.005	0.006	—	93	18	○	○
	F	0.006	0.005	14.8	0.81	0.61	0.57	0.041	0.004	0.004	0.008	—	119	20	○	○
	V	0.011	0.013	15.7	0.67	0.40	0.48	0.061	0.003	0.004	0.005	Cu/0.31	105	20	○	○
比 較 鋼	SUH 409L	0.006	0.007	11.3	0.35	0.51	—	0.023	0.25 *	0.005	0.019	—	35	11	×	×
	21	0.009	0.012	15.3	0.81	0.51	—	0.041	0.53 *	0.011	0.021	—	35	12	×	×
	22	0.007	0.013	14.7	0.81	0.49	—	0.041	0.005	0.47 *	0.006	—	41	12	×	×
	23	0.008	0.009	14.8	0.83	0.51	—	0.040	0.031	0.021	0.43 *	—	27	9	×	×
	24	0.011	0.010	14.1	0.89	0.51	0.15*	0.045	0.015	0.021	0.019	—	42	11	×	○
	25	0.013	0.013	14.2	0.85	0.49	0.29*	0.046	0.003	0.011	0.007	—	63	13	×	○
												Cu/<0.1 Cu/>1				

(* クレーム外であることを示す)

(*)○は、その鋼の組成が、それぞれの式を満足することを示す。 ×は、式の範囲外である。

【0062】

* * 【表 8】

表 7 本発明の熱延焼鈍板と現用冷延焼鈍板(SUH409L)の耐酸化性

記号	代 表 成 分	730℃	830℃	930℃	(*) (1) 式	Pa (2) 式または(3) 式
SUH409L	11Cr - 0.25Ti - 0.35Si	○	×	×	×	×
本 発 明 鋼	N L 6Cr - 1.5Si - 0.45Nb - 2.03Mo 14Cr - 0.8Si - 0.44Nb - 0.078P	○ ○	○ ○	○ ○	○ ○	○ ○

200時間後外観 ○・・・異常酸化せず

×・・・異常酸化

表 7 の鋼 N、L はいずれも、Ti<0.02、Al<0.02、Zr<0.02 wt% であり、その他の鋼成分は発明範囲であった。

(*)○は、その鋼の組成が、それぞれの式を満足することを示す。 ×は、式の範囲外である。

【0063】

※30※ 【表 9】

表 8 700℃の高温塩害特性に及ぼすSiの影響

	C	N	Mn	P	Zr	Al	Cr	Si	Nb	Ti	Mo または Cu	最大浸食 深 (μm)	供 試 材	(*) (1) 式	Pa (2) 式 または (3) 式
SUH409L	0.006	0.007	0.51	0.023	0.005	0.019	11.3	0.35	—	0.25		193	C	×	×
												201	H		
本 発 明 鋼	X	0.005	0.005	0.08	0.042	0.005	<0.004	11.4	0.45	0.52	0.004	180		○	○
	U	0.013	0.013	0.08	0.047	0.005	<0.004	11.7	0.63	0.49	0.004	149		○	○
	T	0.006	0.008	0.04	0.051	<0.004	<0.004	11.5	0.85	0.51	0.004	121	H	○	○
	O	0.003	0.004	0.31	0.044	0.011	0.006	6.3	1.94	0.51	0.015	84		○	○
	N	0.005	0.004	0.35	0.043	0.011	0.005	6.2	1.55	0.45	0.005	Mo/2.03	68	○	○
	V	0.011	0.013	0.40	0.061	0.004	0.005	15.7	0.67	0.48	0.003	Cu/0.31	101	○	○
	Z	0.013	0.010	0.05	0.051	<0.004	<0.004	11.4	0.81	0.42	<0.004	Cu/0.41 Mo/0.51	85	○	○

*) C : 冷延焼鈍板

H : 熱延焼鈍板

(*)○は、その鋼の組成が、それぞれの式を満足することを示す。 ×は、式の範囲外である。

【0064】

【表 10】

表9 TIG溶接部の特性

記号	C	N	Cr	Si	Mn	Nb	P	Ni	Co	Mo または Cu	溶接部の 吸収エネルギー E(J/cm ²) at 0°C	熱延 焼鈍板 の伸び El (%)	(41) (1) 式	Pa 式または (2) 式または (3) 式または (4) 式
本	P	0.006	0.005	14.8	0.81	0.61	0.57	0.041	—	—	69	37	○	○
発	FA	0.011	0.007	14.5	0.85	0.59	0.55	0.043	0.45	—	103	37	○	○
明	FB	0.005	0.012	14.1	0.79	0.60	0.55	0.040	—	0.07	95	37	○	○
鋼	R	0.005	0.005	11.9	1.02	0.31	0.55	0.050	—	Mo/0.52	85	38	○	○
	RA	0.007	0.012	12.1	1.11	0.33	0.50	0.045	0.31	0.13	127	37	○	○
	W	0.005	0.009	12.5	0.85	0.05	0.48	0.051	0.22	0.05	139	39	○	○
	V	0.011	0.013	15.7	0.67	0.40	0.48	0.061	—	Cu/0.31	70	37	○	○
	VA	0.007	0.009	15.5	0.71	0.41	0.49	0.053	0.83	—	131	38	○	○
	Z	0.013	0.010	11.4	0.81	0.05	0.42	0.051	—	Mo/0.51	90	37	○	○
	ZA	0.012	0.009	11.7	0.83	0.09	0.45	0.051	0.29	0.06	145	37	○	○
										Cu/0.41				
										Cu/0.44				

表9の鋼 F, FA, FB, R, RA, W, V, VA, Z, ZA はいずれも、Ti<0.02, Al<0.02, Zr<0.02 wt%であった。

(+)○は、その鋼の組成が、それぞれの式を満足することを示す。×は、式の範囲外である。

【0065】

【発明の効果】以上のように、本発明によれば、通常の熱延工程を用いても、高加工性、高耐熱性、良好な製造性を持つ自動車排気材料用途の安価な熱延板が得られる。安価、高加工性、高耐熱性を兼備することによって、従来その高価さ、加工の困難さのため自動車排気材料用途向けにはまったく適用されていなかった熱延状態の高耐熱材料が適用され、エンジン性能の向上をもたらし、石油資源の節約、大気環境の保全に著しく貢献でき、産業上極めて有益な効果がもたらされる。

【0066】本発明は、熱延板を再結晶焼鈍した材料を自動車排気材料に用いることに關したものであるから、熱延焼鈍板から造管したパイプに關して、そのパイプの焼鈍の有無に限定されるものではなく、また未焼鈍熱延板を用いてパイプに造管し、その後再結晶焼鈍したパイプも当然本発明に含まれ、本用途に好適に使用可能である。また、本発明での高温特性評価は700～930℃で行っているが、本発明は、この温度にさらされる部材に限

定されるものではない。例えばマフラーのようにせいぜい500℃程度までしか加熱されない自動車排気材料部材でも、加工性、高温塩害特性、コストに優れた本発明鋼は好適に使用できる。

【図面の簡単な説明】

【図1】 熱延焼鈍板、または冷延焼鈍板の伸びに及ぼすNb/C+N, Zr/C+N, Al/C+N, の影響を示すグラフである。

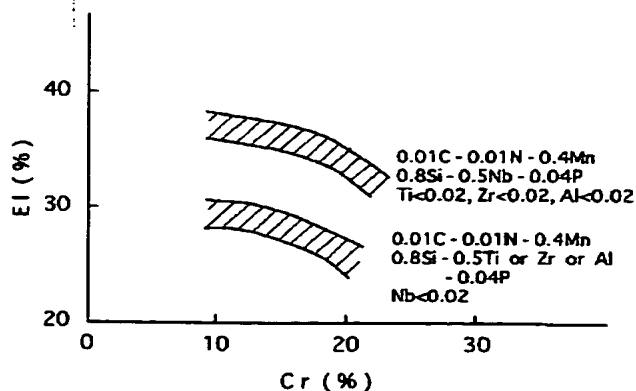
【図2】 熱延焼鈍板の伸びに及ぼすCrの影響を示すグラフである。

【図3】 (a), (b) はそれぞれ熱延焼鈍後の圧延方向の金属組織を示す図面代用写真である。

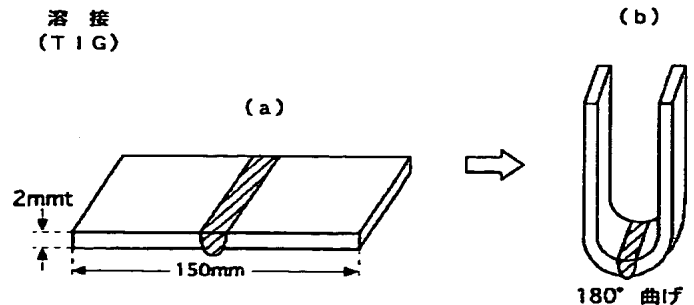
【図4】 TIG溶接部凝固割れの一例である金属組織を示す図面代用写真である。

【図5】 表4の溶接加工性を評価するためのTIG溶接条件および180度曲げの試験条件を説明する斜視図である。

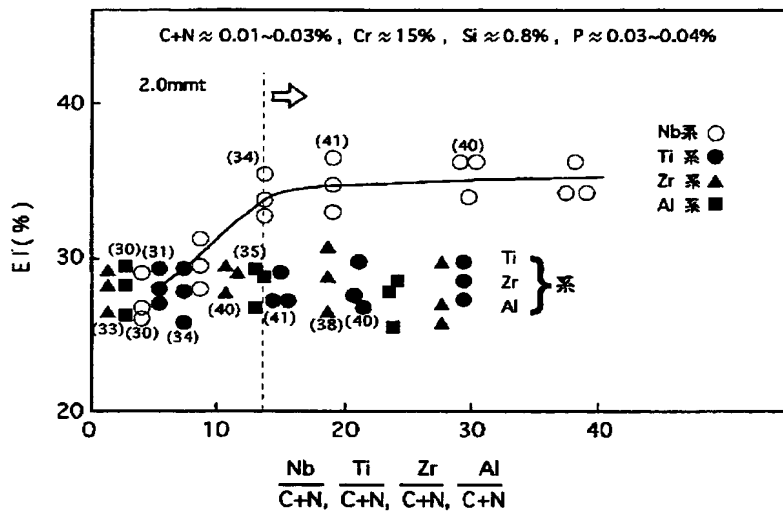
【図2】



【図5】

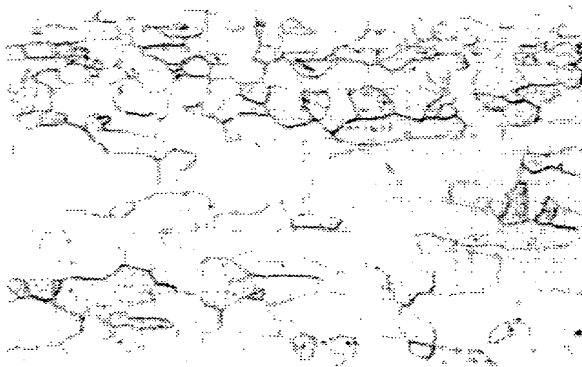


【図1】

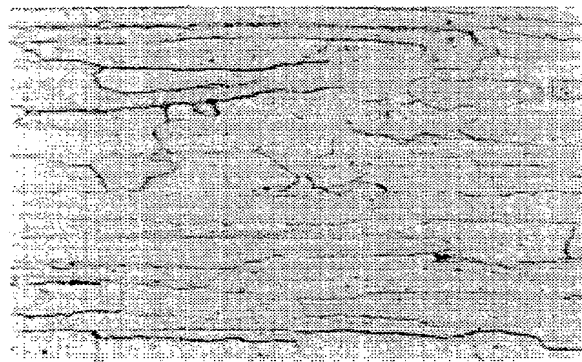


【図3】

図面代用写真



(a)



(b)

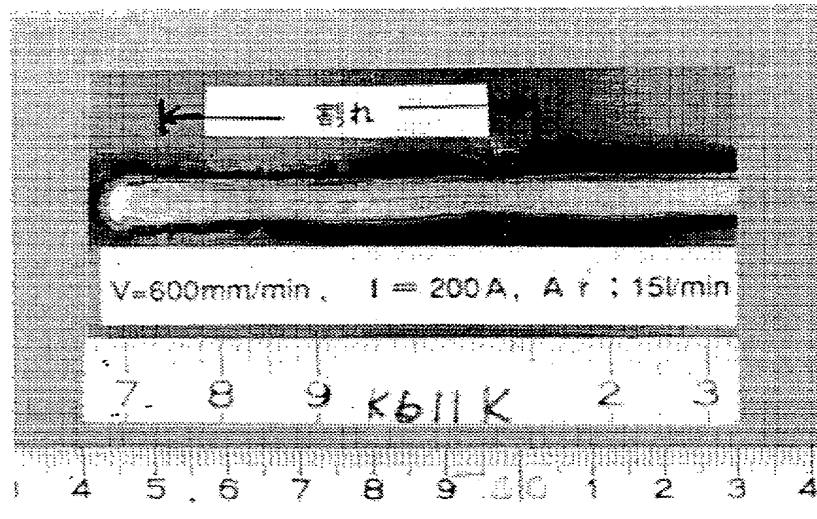
熱延焼鈍後の圧延方向組織 ($\times 100$)

(a) 発明鋼A (14.8Cr-0.48Nb)

(b) SUH409L (11.8Cr-0.25Ti)

【図4】

図4 代用写真(カラー)



TiC 溶接部凝固割れの一例

比較鋼20 (0.06Nb-0.025N)

【手続補正書】

【提出日】平成7年5月29日

【手続補正1】

【補正対象書類名】図面

【補正対象項目名】図4

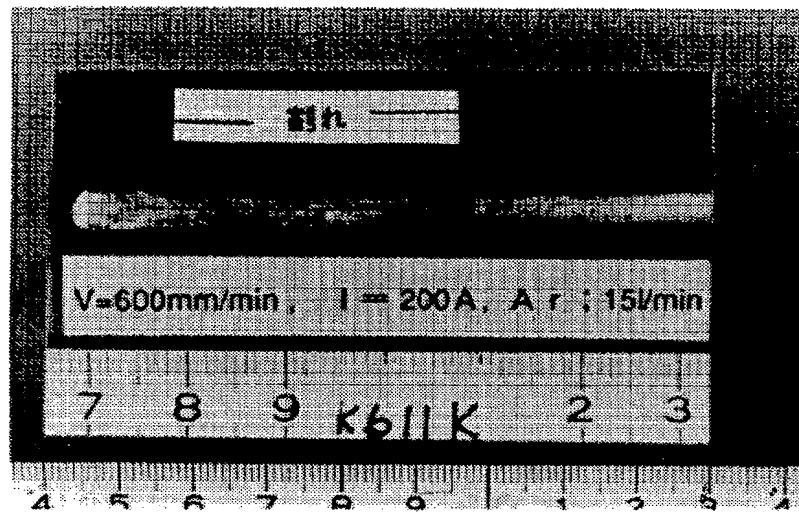
【補正方法】変更

【補正内容】

【図4】

BEST AVAILABLE COPY

図面代用写真



TIG 溶接部凝固割れの一例
比較鋼20 (0.66Nb-0.025N)

フロントページの続き

(72)発明者 富 樫 房 夫
千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製
鉄株式会社技術研究所内

(72)発明者 佐 藤 進
千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製
鉄株式会社技術研究所内
(72)発明者 大 和 康 二
千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製
鉄株式会社技術研究所内

BEST AVAILABLE COPY